

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 55141526  
 PUBLICATION DATE : 05-11-80

APPLICATION DATE : 18-04-79  
 APPLICATION NUMBER : 54048374

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : SATO SUSUMU;

INT.CL. : C21D 9/46 // C22C 38/12 C22C 38/16  
 C22C 38/18

TITLE : PRODUCTION OF HIGH TENSION  
 COLD-ROLLED STEEL PLATE FOR  
 DEEP DRAWING

ABSTRACT : PURPOSE: To obtain high tension cold rolled steel plate excelling in deep drawing performance, aging resistance and curing performance for baking paint, by recrystallizing a low carbon cold rolled steel of specified composition containing C, Nb, etc. at a specified temperature, and slowly cooling at specified cooling rate.

CONSTITUTION: A low carbon cold rolled steel plate containing C, <0.01wt%; <0.2wt% Si; <1wt% Mn; 0.01~0.08wt% Al; <0.1wt% P; <0.01wt% N; and Nb in the range defined by the formula I when the reeling temperature is 600°C or more, or in the range defined by the formula II when the reeling temperature is up to 600°C; and, if necessary, one or two or more kinds selected from, for example, Ni, Cr (when two or more kinds are used, Ca, rare earth elements, B, etc., in specified amounts, totaling to 0.1% or less) is recrystallized at 900°C or less, and cooled down to 400°C at a cooling rate of 50°C/sec or less or at a cooling rate of 50°C/sec or more, and then slowly cooled from 400~200°C at a rate of 10°C/sec or less. Thus, the captioned cold rolled steel plate suited to steel plate for use in automobile having a high strength may be obtained.

COPYRIGHT: (C)1980,JPO&Japio

⑩ 日本国特許庁 (JP)

⑪ 特許出願公開

## ⑫ 公開特許公報 (A)

昭55—141526

⑬ Int. Cl.<sup>3</sup>  
 C 21 D 9/46  
 //C 22 C 38/12  
 38/16  
 38/18

識別記号  
 C B A  
 C B A  
 C B A

庁内整理番号  
 7141—4K  
 6339—4K

⑭ 公開 昭和55年(1980)11月5日  
 発明の数 1  
 番査請求 未請求

(全 13 頁)

## ⑮ 深絞り用高張力冷延鋼板の製造方法

⑯ 特 願 昭54—48374  
 ⑰ 出 願 昭54(1979)4月18日  
 ⑱ 発明者 田中智夫  
 千葉市こてはし台2丁目2—12  
 ⑲ 発明者 橋本修

千葉市貝塚町1327—314

⑳ 発明者 佐藤進  
 市原市荻作字荻の台1311—64  
 ㉑ 出願人 川崎製鉄株式会社  
 神戸市芦合区北本町通1丁目1  
 番28号  
 ㉒ 代理人 弁理士 杉村暁秀 外1名

明細書  
 ① 発明の名称 深絞り用高張力冷延鋼板の製造  
 方法

## 主特許請求の範囲

1. C 0.010%以下、Si 0.20%以下、Mn 1.0%以下、Al 0.010~0.080%，P 0.10%以下、N 0.010%以下、Nb を下記(1)、(2)  
 の条件の何れかにより規定される範囲内で含有し、必要に応じてNi、Cr、Cu、Moのな  
 くから選ばれる何れか1種または2種以上を  
 2種以上の場合は合計量で0.1%以下、Ca  
 0.05%以下、希土類元素0.1%以下、B  
 0.010%以下を含有し、機器実質的にFeよ  
 りなる低炭素冷延鋼板を400℃以下の温度で  
 再結晶せしめた後、下記(1)、(2)に示す冷  
 却条件の何れかにより冷却することを特徴と  
 する深絞り用高張力冷延鋼板の製造方法。

## (1) 巻取温度400℃以上の場合

$$0.3 \leq \% \text{Nb} / 7.75 (\% \text{C}) + 6.65 (0.33 - 0.023$$

$$\frac{\% \text{可溶AL}}{\% \text{全N}} \times (\% \text{全N}) < 1.2$$

## (2) 巻取温度400℃未満の場合

$$0.3 \leq \% \text{Nb} / 7.75 (\% \text{C}) + 6.65 (0.93 - 0.073$$

$$\frac{\% \text{可溶AL}}{\% \text{全N}} \times (\% \text{全N}) < 1.2$$

(~) 400℃までを50℃/秒以下の冷却速度  
 で冷却する。

(=) 400℃までを50℃/秒より速い冷却速度  
 で冷却した後、400~200℃の間で100℃  
 以下の冷却速度で冷却する。

## 主発明の詳細な説明

本発明は、深絞り用高張力冷延鋼板の製造方  
 法に関するものである。

近年省エネルギーの観点から自動車の軽量化が  
 進められており、そのため強度の高い自動車用鋼  
 板の製造技術が研究されている。このような  
 自動車用鋼板は一概にプレス加工されるので強度  
 ばかりでなくプレス成形性にも優れていなければ

ならない。このような目的に供する鋼板として近年フェライト相とマルテンサイト相のより相組成からなり、低降伏化で高強力を有し、かつ歪時効性のためプレス成形性に優れたいわゆるより相組織鋼が開発を浴びている。しかしながらこのより相組織鋼はその独特の組織となすため相当の合金元素の添加を必要とするか、あるいは冷却速度を非常に速くすることが必要であるか、このため製造コストが高騰したり、あるいは(111)方位のフェライト粒を十分に分散させることができず、「 $\delta$ 」値が低くなるという欠点があつた。

前記より相組織の高強力鋼板以外にPやNを添加して高強力化する方法、あるいはリムド鋼に対しオーブン焼純を施して過度に脱炭脱窒処理を行ない、プレス加工後焼付電気炉における歪時効硬化現象を利用して高強度化を図る方法なども考えられるが、これらの方法は何れもプレス成形性、深絞り性、生産性を全面的に満足させることのできる方法ではなかつた。

本発明は、前記従来方法の有する欠点を除去、

### 特開昭55-141526(2)

改変した深絞り用高強力冷延鋼板の製造方法を提供することを目的とするものであり、

C 0.010%以下、Si 0.20%以下、Nb 1.0%以下、Al 0.010~0.050%、P 0.10%以下、N 0.010%以下Nbを下記(A)、(B)の条件の何れかにより規定される範囲内で含有し、必要に応じてNi、Cr、Cu、Moのなかから選ばれる何れか1種または2種以上を2種以上の場合は合計量で0.1%以下、Ca 0.05%以下、希土類元素0.1%以下、B 0.010%以下を含有し、複数実質的にFeよりなる低炭素冷延鋼板を700℃以下の温度で焼結させしめた後、下記(A)、(B)に示す冷却条件の何れかにより冷却することを特徴とする深絞り用高強力冷延鋼板の製造方法によつて、前記目的を達成することができる。

(A) 烧取温度 600℃以上の場合

$$0.3 \leq \%Nb / 7.73 (\%C) + 6.63 (0.25 - 0.025 \frac{\%可溶Al}{\%全N}) \\ (\%全N) < 1.2$$

(B) 烧取温度 600℃未満の場合

$$0.3 \leq \%Nb / 7.73 (\%C) + 6.63 (0.25 - 0.025 \frac{\%可溶Al}{\%全N})$$

$$(\%全N) < 1.2$$

(A) 600℃までを50℃/秒以下の冷却速度で冷却する。

(B) 600℃までを50℃/秒より速い冷却速度で冷却した後、600~200℃の間を10℃/秒以下の冷却速度で徐々に冷却する。

次に本発明を詳細に説明する。

本発明者は生産性の良い連続焼純法による深絞り用高強力冷延鋼板の製造技術について研究し、上記冷却速度と材質との相関性を知見し、C、N、Alの含有量に応じてNbを過熱焼純後歪時効性に支障のない範囲内で鋼板中に固溶し、Nbが残留する程度に添加し、これによりプレス加工-焼付電気炉の歪時効硬化現象を利用して、さらに高強度化を図ることができるこことを新規に知見して、本発明を完成した。

次に本発明を実験データについて説明する。

第1表に示す成分組成を有する鋼塊をJIS板

厚に熱間圧延後高温焼取(670℃で焼取る)と低温焼取(525℃で焼取る)とを行なつた。

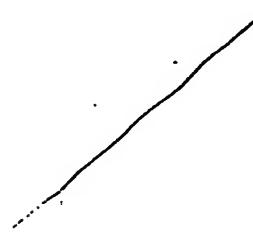


表 1 表

鋼	化 学 组 成 (wt%)								$\frac{Nb}{C+N}$ (原子比)	Z	$\frac{\text{引張強さ}}{N^2}$		
	C	Si	Mn	P	S	$\text{S} \times \text{P}$	N	O					
N1	0.005	0.011	0.15	0.007	0.007	0.030	0.0047	0.0040	0.022	0.32	0.52	0.41	6.4
N2	0.006	0.009	0.15	0.007	0.010	0.021	0.0048	0.0040	0.031	0.33	0.44	0.38	4.4
N3	0.010	0.011	0.15	0.006	0.011	0.028	0.0031	0.0036	0.040	0.54	0.49	0.39	5.5
N4	0.014	0.010	0.14	0.008	0.010	0.027	0.0036	0.0036	0.043	0.29	0.38	0.33	4.7
N5	0.008	0.010	0.15	0.007	0.007	0.022	0.0042	0.0051	0.050	0.89	1.11	0.78	5.2
N6	0.005	0.010	0.15	0.008	0.010	0.025	0.0045	0.0057	0.049	0.73	1.16	0.92	5.8
N7	0.009	0.011	0.15	0.008	0.011	0.031	0.0058	0.0049	0.049	0.71	1.04	0.86	5.5
N8	0.010	0.010	0.15	0.007	0.010	0.029	0.0049	0.0043	0.078	0.70	0.76	0.76	5.9
N9	0.015	0.012	0.15	0.008	0.008	0.028	0.0041	0.0041	0.100	0.71	0.74	0.80	4.6
N10	0.005	0.010	0.15	0.007	0.009	0.027	0.0042	0.0032	0.008	0.12	0.19	0.15	6.4
N11	0.006	0.011	0.15	0.008	0.007	0.022	0.0050	0.0048	0.081	1.05	1.58	1.21	4.4
N12	0.011	0.011	0.14	0.007	0.008	0.025	0.0039	0.0042	0.150	1.20	1.66	1.29	5.1
NA1	0.004	0.010	0.15	0.006	0.006	0.012	0.0045	0.0030	0.052	0.68	1.00	0.69	2.7
NA2	0.005	0.010	0.15	0.008	0.005	0.054	0.0051	0.0054	0.051	0.70	0.52	0.18	11.0
NA3	0.007	0.010	0.15	0.007	0.006	0.028	0.0092	0.0039	0.075	0.65	1.14	0.77	5.0
NA4	0.004	0.012	0.15	0.009	0.010	0.055	0.0090	0.0045	0.074	0.70	1.39	0.78	4.11
NP1	0.005	0.010	0.15	0.007	0.009	0.022	0.0042	0.0041	0.045	0.45	1.01	0.79	5.2
NP2	0.007	0.009	0.15	0.005	0.010	0.021	0.0053	0.0043	0.059	0.66	0.99	0.77	4.0
NP3	0.007	0.011	0.15	0.143	0.008	0.025	0.0048	0.0049	0.062	0.72	1.05	0.83	4.7
C1	0.005	0.010	0.14	0.007	0.006	0.024	0.0040	0.0031	—	—	—	—	4.0
C2	0.011	0.010	0.15	0.011	0.008	0.023	0.0052	0.0039	—	—	—	—	4.6

171

次に 0.7%まで冷間圧延した。図 1 図は連続焼成ラインのヒートセイタルを示す模式図であるが、焼純条件を特徴づける因子として焼純温度 ( $T_A$ )、焼純時間 ( $t_A$ )、焼純温度から 400 ℃までの平均冷却速度 ( $v_1$ )、 $400$  ℃から 200 ℃までの平均冷却速度 ( $v_2$ )、 $v_1 = 6.7^\circ/\text{sec}$  とり、本発明の実験機板をこれらの諸因子を変えて焼純し、引張り 0.7%のスパンバスを行なつた。この焼成の材質および焼付硬化性について以下に述べる。

まず Nb量は鋼中の C、N量と密接な関係があるので、組成を  $Nb(\text{wt}\%) / [7.75C(\text{wt}\%) + 6.65N(\text{wt}\%)]$  で整理する。この値は第 1 図の  $Nb/C+N$  (原子比) と等価である。この値が約 0.7 の鋼を  $T_A = 830$  ℃、 $t_A = 40$  sec、 $v_1 = 6.7^\circ/\text{sec}$ 、 $v_2 = 30^\circ/\text{sec}$  の条件で焼純後の材質と C量との関係を第 2 図に示す。C < 0.010%以下の鋼では延性応力 (YP) が低く伸びび (EL)、E 値、R 値の高い材質のものが得られるが、C > 0.010%の鋼では YPが高くなり、E 値、R 値、EL 値の低下も著しく

なる。また時効指数 (AI)、7.5%引張強度時の変形応力とそれを 100 ℃、30 min の時効処理を行なつたときの降伏応力との差) は 0 ≤ 0.010% の鋼では  $\sigma_y/\sigma_0^2$  以下であり、鋼板が通常の条件下で使用される限り耐時効性において問題はない。なお高屈曲取材では低屈曲取材に比較して、YPが低く、E 値が大きく軟質化の傾向が明確であり、AIも減少する傾向にある。

第 3 図は鋼板に予熱を与えた後、さらに歪を与えたときの歪と応力との関係を示す模式図であり、YPは予熱を与えた時の降伏応力、 $\sigma_y$  は予熱を与えた後焼付熱処理した後歪を与えた時の降伏応力、TS' は軟質化率、 $\Delta\sigma_y$  は  $\sigma_y'$  と YPとの差、 $\Delta\sigma_y$  は加工硬化による上昇部分、 $\Delta\sigma_A$  は軟質化時効による降伏応力の増分である。

$Nb(\text{wt}\%) / [7.75C(\text{wt}\%) + 6.65N(\text{wt}\%)] = 0.7$  の鋼を  $T_A = 830$  ℃、 $t_A = 40$  sec、 $v_1 = 6.7^\circ/\text{sec}$ 、 $v_2 = 30^\circ/\text{sec}$  で焼純後、1%および 2%の引張予歪を付加し焼付熱処理相当処理 (170 ℃、30 min) を施したときの材料の TS'、 $\sigma_y'$ 、 $\Delta\sigma_y$ 、

$\Delta A$ ,  $\Delta w$  と C 量との関係を第 2 図の如く示す。同図より  $T_S'$  は予亜に因縁なく  $1 \sim 10 \text{ kg/cm}^2$  程度上昇することが判る。また処理後の降伏応力  $\sigma_y'$  は、 $\Delta \sigma_y$  と C 量との関係から判るように処理前の YP に比較して % 予亜で約  $10 \text{ kg/cm}^2$ , % 予亜で  $1.5 \sim 1.6 \text{ kg/cm}^2$  位上昇する。この上昇量は C 量とはほぼ無関係であるが、C 0.010 % 以上の鋼では 0.7 倍の低下にともない加工硬化による上昇部分 ( $\Delta \sigma_w$ ) が減少する結果処理後の降伏応力の上昇量は若干減少する傾向にある。純粋に時効による降伏応力の増分 ( $\Delta A$ ) は  $2 \sim 3 \text{ kg/cm}^2$  で、低速巻取材の方が大きい傾向にある。これは低速巻取材の AI が高速巻取材のものより高いことから予想されることである。第 2 図の結果とも併せ考えると高速巻取材を用いれば YP の低下、  $E_L$ ,  $\tau$  の向上等巻取り成形性には有利となる。しかし低速巻取材のものより四倍 C, N 量が減少するため、時効による降伏点の上昇度は小さくなる。

第 2 図、第 3 図の結果とも併せ考えると高速巻取材を用いれば YP の低下、  $E_L$ ,  $\tau$  の向上等巻取り成形性には有利となる。しかし低速巻取材のものより四倍 C, N 量が減少するため、時効による降伏点の上昇度は小さくなる。

第 2 図、第 3 図の結果とも併せ考えると高速巻取材を用いれば YP の低下、  $E_L$ ,  $\tau$  の向上等巻取り成形性には有利となる。しかし低速巻取材のものより四倍 C, N 量が減少するため、時効による降伏点の上昇度は小さくなる。

特開昭55-141526(4) ば、通常焼成法により保険り成形性および耐時効性に優れた材質が得られ、かつ予亜付加量焼付焼成条件を施すと引張強さが  $1 \sim 4 \text{ kg/cm}^2$  程度上昇し、降伏点は  $2 \sim 40 \text{ kg/cm}^2$  程度となることが判つた。ただしこの場合延性および耐時効性の観点から C 量が 0.010 % 以下であることが要求される。

ところで Nb(wt%) / (7.73C(wt%) + 6.65N(wt%)) < 0.7 の鋼を用いるならば Nb 燃焼化物の量が減少するので C > 0.010 % の鋼でも軟質な鋼板が得られる可能性がある。そこで Nb(wt%) / (7.73C(wt%) + 6.65N(wt%)) = 0.7 の鋼を  $T_A = 750^\circ\text{C}$ ,  $t_A = 40 \text{ sec}$ ,  $v_1 = 6 \text{ m/sec}$ ,  $v_2 = 20 \text{ m/sec}$  で焼成したときの材質と C 量の関係を第 4 図に示す。第 4 図における同一 C 量の鋼と比較すると YP は  $2 \sim 3 \text{ kg/cm}^2$  低下し、  $E_L$  は  $3 \%$  程度上昇する。しかし Nb 量の減少は固溶 C, N 量を増大させることになり AI は確実に上昇し  $4 \text{ kg/cm}^2$  以上となる。したがつて C > 0.010 % の鋼では、Nb 添加量を少量化することにより  $E_L$  と  $\tau$  の延性の向上は認め

ても耐時効性が劣化するので本発明の目標材質を得ることは困難である。

ところで C 量だけでなく N 量も鋼板の材質および時効特性に著しい影響力を有する。しかしながらミキルド鋼では C とは異なり故意に添加しない限り  $40 \sim 50 \text{ ppm}$  程度の範囲内にある。したがつて C  $\leq 0.010$  % の低速巻取アルミキルド鋼にある特徴的で Nb を添加した鋼を通常焼成すれば保険り成形性、耐時効性および焼付強度化性に優れた材質のものが得られる可能性がある。そこで次に C  $\leq 0.010$  % の低速巻取アルミキルド鋼に添加すべき Nb 量の適正範囲を検討する。

Nb 量の適正範囲を検討する上で、

$$Nb(\%) / (7.73 \times \text{固溶 C}(\%) + 6.65 \times \text{固溶 N}(\%)) = \dots \quad (1)$$

を 1 つのパラメーターとするることは合理的なことと考えられる。過時効処理を施さない通常焼成ラインでは再結晶焼成後の室温までの冷却速度が遅いので、C は  $P_{\text{Fe}}\text{C}$  (あるいはこれに準ずる鉄系炭化物) として析出できない。したがつて (1) 式の固溶 C (%) とは全 C 量を意味する。一方 N は鋼中

の AI との競争力が比較的弱い。このため N の一部は熱延条件によってその量に匹敵はあるものの熱延板の状態で  $\text{AlN}$  として存在し、その後の焼純時にもほとんど溶解しないで  $\text{AlN}$  として残存し、また熱延板で固溶状態にあつた N の一部も冷間圧延後の再結晶焼成中に  $\text{AlN}$  として析出しうる。以後焼純後  $\text{AlN}$  として存在する N 量を  $\text{N}^A$ 、全 N 含有量を  $\text{N}^T$  と略記する。以上から (1) 式は次式のようになる。

$$Nb(wt\%) / (7.73C(wt\%) + 6.65(N^T(wt\%) - N^A(wt\%))) = \dots \quad (2)$$

$\text{N}^A$  量は熱延条件に大きく左右される。高錳号鋼材では  $\text{AlN}$  の析出速度の速い温度域に長く滞留するため熱延板の状態で N の多くはすでに  $\text{AlN}$  として存在する。また  $\text{AlN}$  の析出量は、同一熱延条件であつても鋼中の AI の量にも影響をうける。そこで C  $\leq 0.006$  % で Nb(wt%) / (7.73C(wt%) + 6.65N^T(wt%)) = 0.7 の鋼を  $T_A = 750^\circ\text{C}$ ,  $t_A = 40 \text{ sec}$ ,  $v_1 = 6 \text{ m/sec}$ ,  $v_2 = 20 \text{ m/sec}$  で焼成したときの  $\text{N}^A/\text{N}^T$  と  $102\text{AI}/\text{N}^T$  (いずれ

も重量比)の関係を第3図に示す。高張巻取材では  $0.02AI/N_T \geq 2$  ( $0.02AI$  は可溶  $AI$  を意味する)であれば  $N_T^A$  の 2 倍以上が  $AI$  として固定されている。一方低張巻取材において  $N_T^A$  の 2 倍以上が  $AI$  となるためには  $0.02AI/N_T \geq 6$  となることが必要条件である。第3図の高張巻取材および低張巻取材のそれぞれの結果に注目すると、 $2 \leq 0.02AI/N_T \leq 11$  の範囲に限定すれば、焼純強度にはほぼ無関係に  $N_A^A/N_T$  と  $0.02AI/N_T$  とは比例関係にある。この関係を一次函数と仮定し最小自乗法で係数を決定した。その結果  $N_A^A/N_T$  と  $0.02AI/N_T$  との関係は高張巻取材では(5)式、低張巻取材では(6)式で表わせる。

$$N_A^A/N_T = 0.022 \left( \frac{0.02AI}{N_T} \right) + 0.75 \quad \dots \dots \dots (5)$$

$$N_A^A/N_T = 0.073 \left( \frac{0.02AI}{N_T} \right) + 0.07 \quad \dots \dots \dots (6)$$

(5), (6)式は本発明のために用いた組織観察の網を、代表的な焼純条件下で処理したときの分析結果を基礎としたものである。したがつて Nb の過

14

#### 招開第55-141526(5)

正準加焼純実験のためのパラメーターである。(2)式は高張巻取材では(5)式、低張巻取材では(6)式の如くになり、以後この値を Z とおく。

$$Z = Nb(\text{wt\%}) / [7.75C(\text{wt\%}) + 6.65(0.42 -$$

$$0.022 \frac{0.02AI}{N_T}) N_T^A (\text{wt\%})] \quad \dots \dots \dots (5)$$

$$Z = Nb(\text{wt\%}) / [7.75C(\text{wt\%}) + 6.65(0.73 -$$

$$0.073 \frac{0.02AI}{N_T}) N_T^A (\text{wt\%})] \quad \dots \dots \dots (6)$$

$C \cong 0.008\%$  および  $0.010\%$  の鋼を  $T_A = 850^\circ\text{C}$ ,  $t_A = 60\text{ sec}$ ,  $v_1 = 6^\circ\text{C/sec}$ ,  $v_2 = 20^\circ\text{C/sec}$  で焼純したときの材質および焼付硬化性( $\sigma_y'$ ,  $S\%$  予想)を(2)式をパラメーターとして整理したのが第6図である。AI は C 量、熱純条件には殆んど無関係に Z の増加とともに单调に減少する。Z < 0.3 では AI が  $\text{kg/mm}^2$  となり耐時効性に問題が生じる。一方 Z > 1.5 では AI  $\leq 1 \text{ kg/mm}^2$  となるので、 $\sigma_y'$  の結果からも判るように固溶 C, N が減少しそうにプレス後の焼付硬化性が減少となる。

15

YP, BLに関しては Z  $\leq 1.2$  であればプレス成形性に問題はない。以上の結果 C  $\leq 0.010\%$  の低張巻取材アルミニド鋼に Nb を次式で示される範囲内で添加した

$$0.3 \leq Z \leq 1.2 \quad \dots \dots \dots (7)$$

鋼を連続焼純することにより深絞り成形性、耐時効性、焼付電気硬化性のすべてに優れ高張力帯鋼製品が得られる。

次に連続焼純における焼純温度が材質におよぼす影響について検討する。N7 鋼( $C = 0.008\%$ ,  $Nb = 0.047\%$ )を  $T_A = 850^\circ\text{C}$ ,  $v_1 = 6^\circ\text{C/sec}$ ,  $v_2 = 20^\circ\text{C/sec}$  で焼純したときの材質と焼純温度の関係を第7図に示す。900℃までは焼純強度が高くなるほど BL は増加し YP は低下する。AI も 900℃までは  $\text{kg/mm}^2$  以下である。900℃以上になると Nb(C, N)あるいは  $AlN$  が溶解しへじめるので AI は急上昇する。同時に BL, YP も劣化する。したがつて連続焼純ラインにおける焼純温度は再結晶温度以上 900℃以下であることが要求

される。

次に冷却速度、 $v_1$ ,  $v_2$  が材質におよぼす影響について検討する。N7 鋼を用いて冷却速度と材質との関係を第8図に示す。 $v_2 = 20^\circ\text{C/sec}$  で  $v_1 > 50^\circ\text{C/sec}$  では  $AI > 1 \text{ kg/mm}^2$  となり BL, YP の劣化が顕著となる。これは  $T_A$  からの冷却速度が小さい方が、熱延板の状態で存在している Nb(C, N)あるいは  $AlN$  等の析出物を核として C, N の析出が進行しやすいものと考えられる。しかし  $v_1 = 6^\circ\text{C/sec}$  のときは  $v_1 > 50^\circ\text{C/sec}$  でも目標材質が得られる。

最後に P 添加による TS 向上の効果について述べる。N6, NP1, NP2, NP3 鋼を  $T_A = 850^\circ\text{C}$ ,  $t_A = 60\text{ sec}$ ,  $v_1 = 6^\circ\text{C/sec}$ ,  $v_2 = 20^\circ\text{C/sec}$  で焼純したときの材質と P 添加量の関係を第9図に示す。高張巻取材で  $P = 0.008\%$  の鋼では  $TS = 35.3 \text{ kg/mm}^2$  であるが、 $P = 0.047\%$  の鋼では TS が  $\text{kg/mm}^2$  程度上昇する。しかし BL は 2~3% 減少し、YP は  $\text{kg/mm}^2$  程度上昇する。P を 0.10% 以下添加することは、YP, BL の劣化が比較的

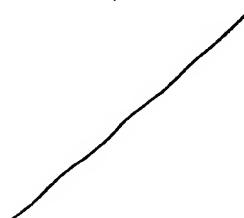
16

17

141526(6)

・少なくともTSを向上させることができるので、高  
強度側面として利用価値が高い。

以上の結果から結合的に判断した最高条件下で、逐段焼純ラインにより実際に試験した冷鋼鋼の材質ならびに焼付硬化性を第2表に示す。



第二輯

鋼 種 (C)	化 學 組 成 (wt%)						Nb C + N <sup>2</sup> (原子比)	Z 碳 氮 比 (原子比)	冷 却 速 度 (°C/sec)	材 質								σ <sub>Y</sub> (kg/mm <sup>2</sup> )	性 能 考 證		
	C			S	Mn	P				S+Mn	N <sup>2</sup>	Nb	Y <sub>P</sub>	TS	E <sub>d</sub>	AI	σ <sub>Y</sub>	E <sub>r</sub>	CCV		
	C	S <sub>1</sub>	Mn	P	S <sub>2</sub>	Mn <sub>2</sub>	N <sup>2</sup>	Nb	Y <sub>1</sub>	Y <sub>2</sub>	σ <sub>0.2</sub> /kg/mm <sup>2</sup>										
A 526	0.004	0.012	0.15	0.008	0.024	0.0045	0.052	0.42	0.53	6	15	22	34	44	2.4	0.29	1.4	11.5	26.1	55 42	範明鋼
B 658	0.007	0.010	0.15	0.009	0.026	0.0048	0.054	0.40	0.58	6	15	20	34	47	2.0	0.31	1.6	12.5	25.5	31 37	#
C 555	0.007	0.016	0.16	0.009	0.024	0.0045	0.047	0.72	0.88	6	15	23	37	48	1.8	0.27	1.4	11.0	26.0	34 40	#
D 660	0.006	0.009	0.15	0.008	0.027	0.0047	0.053	0.68	1.05	6	15	21	35	45	1.5	0.28	1.4	11.7	25.8	31 55	#
E 532	0.007	0.010	0.14	0.007	0.025	0.0051	0.059	0.67	0.80	57	5	25	34	44	1.9	0.28	1.4	11.2	24.2	35 38	#
F 465	0.007	0.012	0.15	0.008	0.027	0.0042	—	—	—	6	15	19	31	48	5.6	0.32	1.6	12.7	25.5	30 35	比較例
G 520	0.007	0.011	0.15	0.007	0.025	0.0040	0.047	0.58	0.70	6	15	25	42	38	2.0	0.26	1.3	10.6	24.8	34 43	範明鋼
H 532	0.006	0.010	0.48	0.009	0.024	0.0045	0.047	0.61	0.76	6	15	23	36	44	2.2	0.27	1.4	11.8	26.1	34 58	#
I 520	0.006	0.012	0.16	0.008	0.027	0.0043	0.047	0.62	0.78	6	15	26	39	56	2.4	0.25	1.1	10.2	26.0	34 38	比較例
J 526	0.007	0.102	0.15	0.007	0.022	0.0059	0.045	0.56	0.66	6	15	23	35	45	2.0	0.26	1.4	11.2	26.5	34 58	範明鋼
K 510	0.007	0.205	0.15	0.009	0.029	0.0048	0.058	0.67	0.83	6	15	25	37	40	2.2	0.26	1.3	10.9	26.9	34 57	#
L 515	0.006	0.240	0.16	0.010	0.026	0.0050	0.050	0.63	0.77	6	15	27	37	57	2.0	0.25	1.1	10.5	27.8	35 59	比較例

$$\text{往 1 ) } Z = Nb(\%) / \{ 7.75 C(\%) + 6.68 (N^T(\%) - N^A(\%)) \}$$

註 2 )  $\alpha' = 1$  をあるいは  $\beta$  の引張子屈性  $170^\circ C$ ,  $20 \text{ min}$  の時効処理を施したときの降伏応力

但し第2段の鋼板A～しは800℃で40秒の熱処理後0.7%スキャンパスし、板厚0.7mmとした鋼板である。

本発明によれば、対象とする鋼の成分組成として、C量はNb添加量とは無関係に0.01%以下でなければ十分な延性と耐衝撃性を確保できない。またNb添加の歩留りを高めるためにAl、Siによる脱酸は不可欠であり、Alは鋼中のNと結合し耐衝撃性、保険性を向上させる効果を持つているのでAl $\geq$ 0.010%にすることが必要である。しかしAlを過剰に含有すると介在物の問題あるいは結晶粒が小さくなりすぎる等の問題があるためAl $\leq$ 0.080%にすることも必要がある。

Siを含有することは好ましいが、0.20%より多いと第2段の実施例に示したように亜鉛めつき性を損うので、Siは0.20%以下にする必要がある。

Nbは1.0%より多いと第2段の実施例に示したように延性の劣化および亜鉛めつき性が悪くなるので、Nbは1.0%以下にする必要がある。

30

特開昭55-141526(7)  
Pは0.10%より多いと延性が劣化するので、Pは0.10%以下にする必要がある。

Nは時効特性に大きな影響力を有する元素であるが、アルミヤルド鋼では故意にNを添加しない限り、40～80ppmの範囲で含有するに過ぎない。またC原子とN原子の鋼中における拡散の相似性からN量もC量と同程度の範囲内であれば問題はないと考えられる。Nは0.010%より多いと時効性が大となるので、Nは0.010%以下にする必要がある。

Caならびに希土類元素は鋼中の介在物を抑制するため、Bは結晶粒の粒度を調整するため用いられる元素である。Ca、希土類元素はそれぞれ0.05%，0.1%より多く含有されると鋼板の延性が劣化すると共にコストが上昇するので、Ca、希土類元素はそれぞれ0.05%，0.1%以下にすること有利である。Bは0.01%より多く含有されるとBのめっき粒度調整能が強制するばかりでなく、逆に滑移度が悪化するので、Bは0.01%以下にすることが有利である。

31

優れた高張力冷延鋼板を製造することができる。

#### ・表面の簡単な説明

図1は連続焼純ラインのヒートサイクルを示す説明図、図2は鋼板のC量と機械的性質との関係を示す図、図3はCと応力との関係を示す模式図、図4は鋼板のC量と機械的性質との関係を示す模式図、図5は鋼板のC量と機械的性質との関係を示す模式図、図6は鋼板のNb/(C+N-T-N<sup>A</sup>)すなわちZと機械的性質との関係を示す図、図7は鋼板の焼純温度T<sub>A</sub>と機械的性質との関係を示す図、図8は鋼板の焼純後の冷却速度v<sub>c</sub>と機械的性質との関係を示す図、図9は鋼板のP量と機械的性質との関係を示す図である。

Ni、Cu、Cr、Moは耐食性ならびに材質を改善することができるとされる元素であるが、これらのうちから選ばれる何れか1種または2種以上が2種以上の場合は合計量で0.1%より多く含有されると再結晶無効組織が発生されるので0.1%以下にする必要がある。

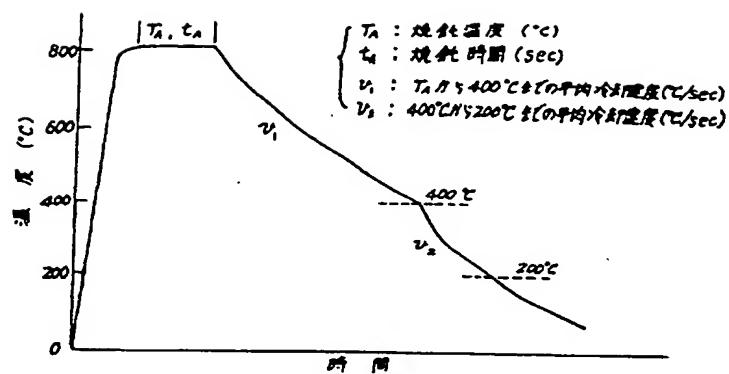
本発明によれば以上に述べた組成の鋼を熱間圧延後高周率取（巻取温度が600℃以上）あるいは低周率取（巻取温度が600℃以下）する。焼純、冷間圧延後引抜き連続焼純ラインで再結晶温度以上900℃以下の温度範囲で焼純する。その後400℃まで50℃/sec以下の平均冷却速度で冷却し400℃から200℃までは任意の冷却速度で冷却するか、あるいは焼純温度から400℃まで50℃/sec以上の平均冷却速度で冷却する場合は400℃から200℃までを10℃/sec以下の平均冷却速度で冷却する。

本発明によれば、上述の如くNb添加鋼をアルミヤルド鋼を連続焼純することにより、保険性、耐衝撃性ならびに焼純後表面化性のJ等性に

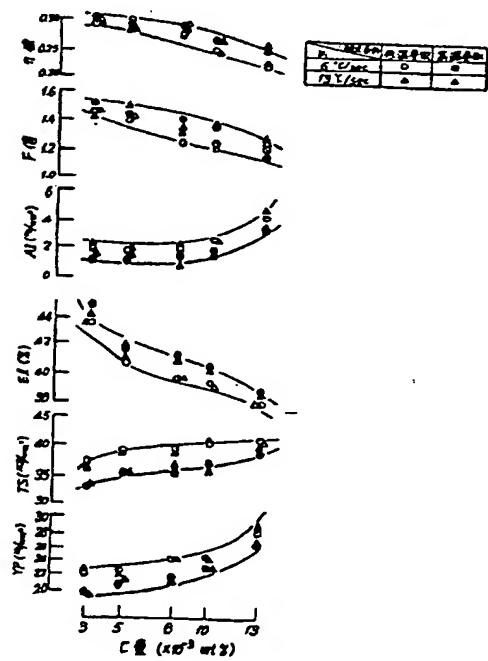
32

33

第1図

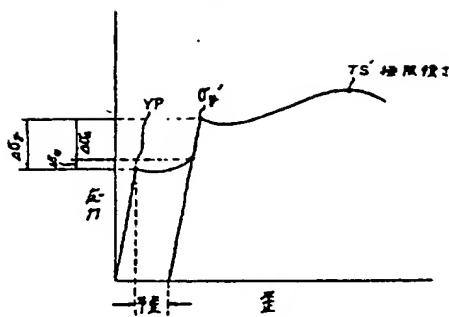
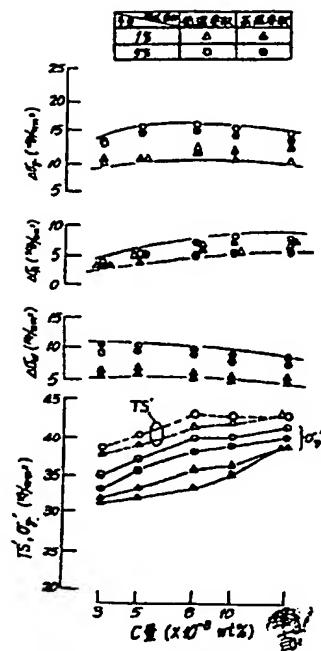


第2図

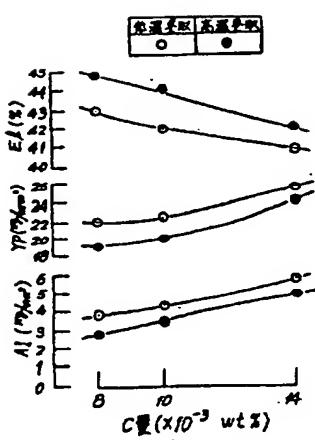


第3図

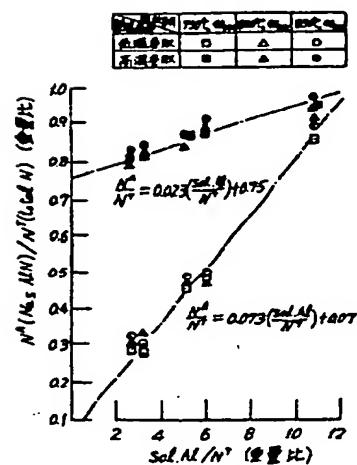
(A)

第3図  
(B)

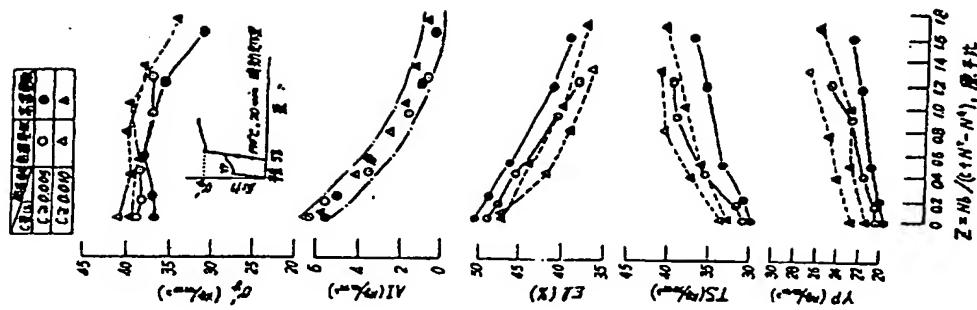
第4図



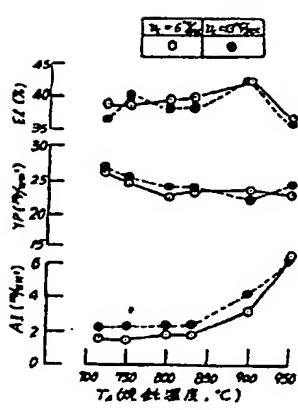
第5図



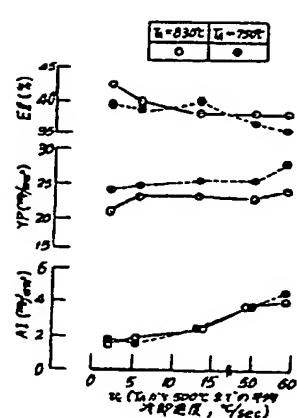
第6図



第7図



第8図



第9図



特開昭55-141526(01)

手続補正書(方式)

昭和 年 月 日

特許庁長官 川原謙 殿

1. 事件の表示

昭和 年 特許第 号

2. 発明の名称

継続り用高張力冷延鋼板の製造方法

3. 補正をする者

本件との関係 特許出願人

(188) 川崎新鐵株式会社

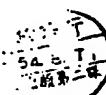
4. 代理人 〒100 東京都千代田区霞が関3丁目2番4号  
東山ビルディング 7階  
電話(SO) 2241番(代表)

(5925) 弁理士 杉村 暁秀  
外 1名

5. 補正命令の日付

昭和 年 月 日

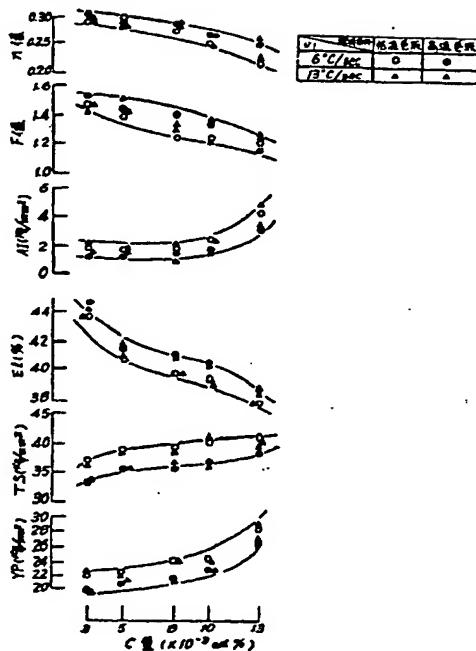
6. 補正の対象 図面

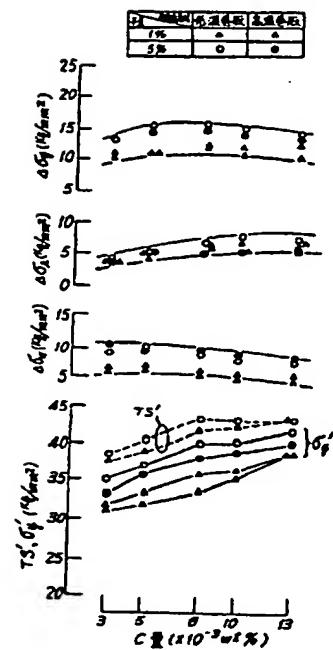


7. 補正の内容 (別紙の通り)

同3~5圖を別紙の通り差し出すます

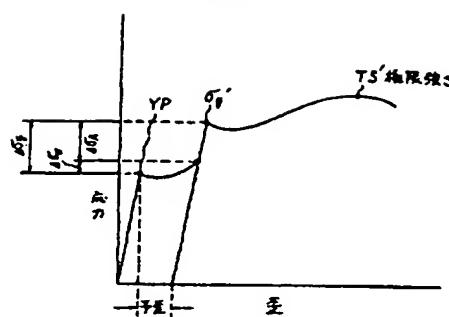
第2図



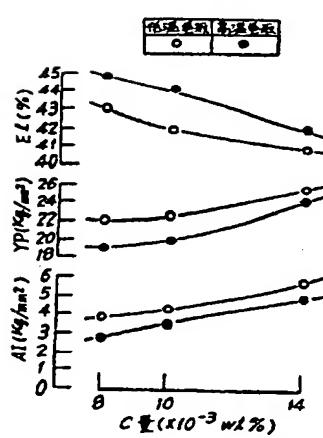
第3図  
(B)

第3図

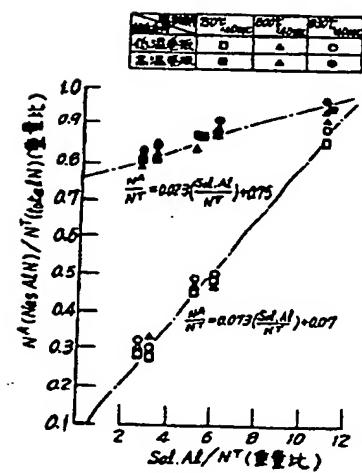
(A)



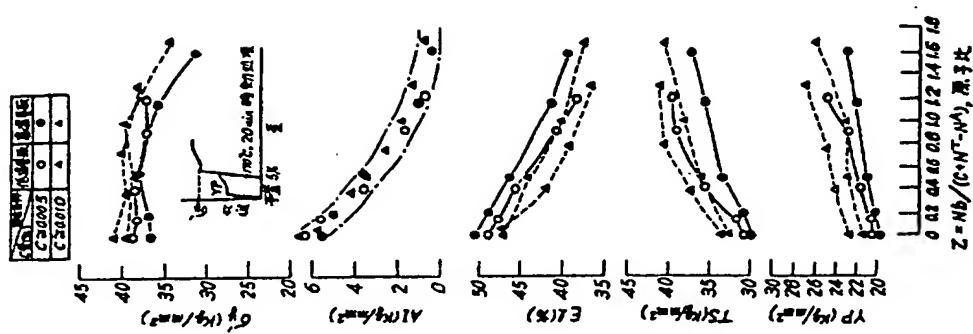
第4図



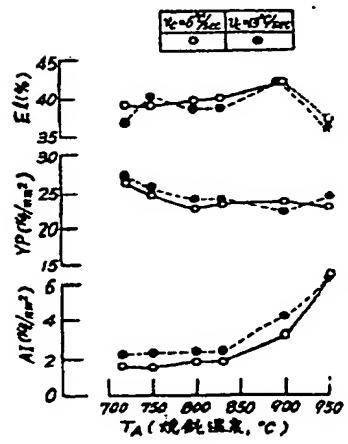
第5図



第6図



第7図



第8図

